

文章编号: 1000-324X(2006)04-0927-08

C/SiC 摩擦材料的制备及摩擦磨损性能

范尚武, 徐永东, 张立同, 成来飞, 楼建军

(西北工业大学超高温结构复合材料国防科技重点实验室, 西安 710072)

摘要: 通过化学气相渗透法 (CVI) 结合反应熔体浸渗法 (RMI) 制备了低成本、高性能的 C/SiC 飞机摩擦材料, 并模拟飞机正常着陆条件进行了摩擦磨损实验. 实验结果表明: C/SiC 是比 C/C 更优的飞机摩擦材料, 具有动、静摩擦系数高 (分别为 0.34、0.41), 湿态几乎无衰减 (约 2.9%), 磨损小 (约 1.9 μm /次), 摩擦性能稳定等特点. 并采用金相显微镜、扫描电镜等对 C/SiC 摩擦材料的摩擦面以及磨屑形貌进行了观察, 并对其磨损机理进行了探索. 结果表明, 磨损机理以磨粒磨损为主, 同时由于垂直于摩擦面的纤维束增强了其层间抗剪切能力, 从而提高了其抗磨损性能.

关键词: C/SiC; 摩擦材料; 摩擦磨损性能

中图分类号: TB332 **文献标识码:** A

1 引言

随着航空科学技术的发展, 飞机先进性的不断提高, 使得作用于刹车装置上的热载荷剧烈增加, 迫切要求不断研究高性能刹车装置以满足现代飞机在重载及超重载刹车条件下工作的需要^[1]. C/C 摩擦材料的研制成功, 是飞机制动技术上的重大突破, 这使得是否采用碳刹车装置已经成为衡量现代航空机轮水平的重要标志之一^[1,2]. 但是 C/C 摩擦材料存在静态和湿态摩擦系数低、易于氧化、热库体积大, 尤其是生产周期长 (CVD 法约 1200h)、成本高等缺点, 限制了它的进一步发展和应用^[3~7].

C/SiC 摩擦材料具有克服 C/C 摩擦材料缺点的潜力, 具有密度低、强度高、耐高温、热物理性能好等性能, 尤其具有摩擦系数高且稳定, 对环境的影响不敏感等优点^[6,8~11]. 近年来美国四大摩擦材料公司 (Aircraft Braking Systems, Goodrich, Honeywell and Parker-Hannifin) 组成陶瓷基复合材料飞机刹车协会 (Ceramic Composite Aircraft Brake Consortium) 对作为飞机摩擦材料的陶瓷基复合材料进行了评估, 表明 C/SiC 复合材料将成为新一代飞机摩擦材料^[12].

由于 C/SiC 摩擦材料的摩擦磨损性能优于 C/C, 在高速列车、汽车、飞机、坦克等高能载领域有广泛的应用前景, 因而 C/SiC 摩擦材料成为当今高能载摩擦材料研究的热点. 德国宇航院 (DLR) 率先开展这一领域的研究, 并成功用于保时捷 (Porsche) 赛车^[13]. 随后, 美国 Aircraft Braking Systems, Goodrich, Honeywell 和 OAI 四家公司联合投入大量经费和人力

收稿日期: 2005-08-01, 收到修改稿日期: 2005-09-19

基金项目: 陕西省自然科学基金 (2004E116); 教育部跨世纪人才培养计划基金 (2002)

作者简介: 范尚武 (1974-), 男, 博士研究生. 通讯联系人: 徐永东. E-mail: ydxu@nwpu.edu.cn

开展对 C/SiC 复合材料及其制造技术的研究. 国内对 C/SiC 摩擦材料的研究和报道较少, 其中中南工业大学对 C/C 摩擦材料渗硅改性进行了探索^[14~16]. 本文采用化学气相渗透法 (CVI) 结合反应熔体浸渗法 (RMI) 制备了低成本、高性能的 C/SiC 飞机摩擦材料, 并对其摩擦磨损性能进行了研究.

2 实验

2.1 试样的制备

碳纤维是日本东丽公司 (Toray) 生产的 PAN 型 T-700(12K) 碳纤维, 所用的碳布是吉林炭素厂生产的 1K 无纬 C 布. 首先将 C 纤维制成胎网, 将单层 0° 无纬布、胎网、90° 无纬布、胎网依次循环叠加, 然后采用针刺技术在垂直于铺层方向引入碳纤维束制成三维 C 纤维预制体; 采用化学气相渗透法 (CVI) 在三维 C 纤维预制体上沉积热解 C 界面层, 然后调整丙稀与稀释气体的流量比以及沉积温度, 实现 CVI 快速沉积, 制成 C/C 多孔复合材料; 通过反应熔体浸渗法 (RMI) 在高温真空炉中熔融渗硅得到 C/SiC 复合材料, 渗硅温度: 1420~1700°C, 时间 1~3h. C/SiC 飞机摩擦材料整个制备周期相对 C/C 节省约 800h, 成本较低.

2.2 摩擦磨损实验

在 MM-1000 摩擦磨损实验机上模拟飞机正常着陆条件, 进行摩擦磨损性能实验, 实验转速为 8100r/min, 刹车压力 80N/cm². 干态测试 40 次, 湿态 (喷水) 测试 4 次. 由公式 (1) 计算稳定性系数, 由公式 (2) 计算湿态摩擦系数衰减率.

$$S = \frac{\mu_{cp}}{\mu_{max}} \quad (1)$$

式中, S : 稳定性系数; μ_{cp} : 平均摩擦系数; μ_{max} : 最大摩擦系数. 稳定性系数 S 是刹车性能稳定性的量化描述, S 越大, 表明在刹车过程中的摩擦系数 μ 越稳定.

$$D = \left(1 - \frac{\mu_{wet}}{\mu_{dry}}\right) \times 100\% \quad (2)$$

式中, D : 湿态摩擦系数衰减率; μ_{wet} : 湿态平均摩擦系数; μ_{dry} : 干态平均摩擦系数. 湿态摩擦系数衰减率 D 是刹车盘对湿态环境的敏感程度, D 越大, 表明刹车盘对湿态环境越敏感, 刹车性能越不稳定.

2.3 分析与测试

采用阿基米德排水法测试开气孔率和体积密度; 采用数码相机 (Sony-P8) 进行宏观形貌观察; 采用扫描电子显微镜 (SEM, 日本日立公司, S-4700) 和金相显微镜 (OLYMPUS PM-T3) 进行显微结构的观察; 采用 X 射线衍射仪 (XRD, PANALYTICAL, X'PERT, NETHERLANDS) 测试试样的相组成.

3 结果和讨论

3.1 C/SiC 摩擦材料的相组成及其结构

对制备的 C/SiC 摩擦材料进行相分析, 其 XRD 图谱如图 1 所示. 由图 1 可知 C/SiC 摩

擦材料是由游离 C、单质 Si 以及 SiC 三种物相组成。

用金相显微镜对 C/SiC 摩擦材料的形貌进行观察, 如图 2 所示。由图 2 可以看出, 在纤维稠密区域(纤维束处), RMI 过程中熔融硅与纤维束周边的基体碳反应生成 SiC(图(a)中深灰色区域), 纤维束内部的 C 纤维及其热解 C 界面层没有受到熔融 Si 的侵蚀和损伤, 不影响 C 纤维的增韧作用; 纤维束之间的大孔隙由 Si(图(a)中白色发亮区域) 填充。在纤维稀疏区域, 纤维周边的沉积碳大部分与熔融硅反应生成 SiC(图(b)中深灰色区域); 纤维与纤维之间的大空隙由 Si(图(b)中白色发亮区域) 填充。最终形成以 C 纤维增强, 基体为 SiC、Si 以及部分残余 C 的致密复合材料。

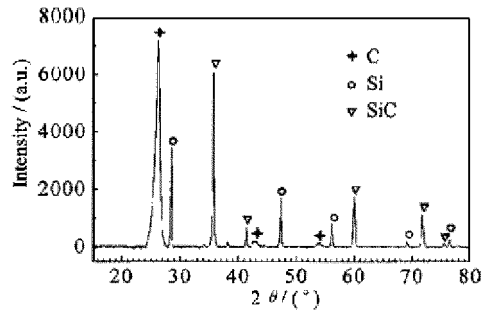


图 1 C/SiC 摩擦材料的 XRD 图谱

Fig. 1 XRD pattern of C/SiC friction materials

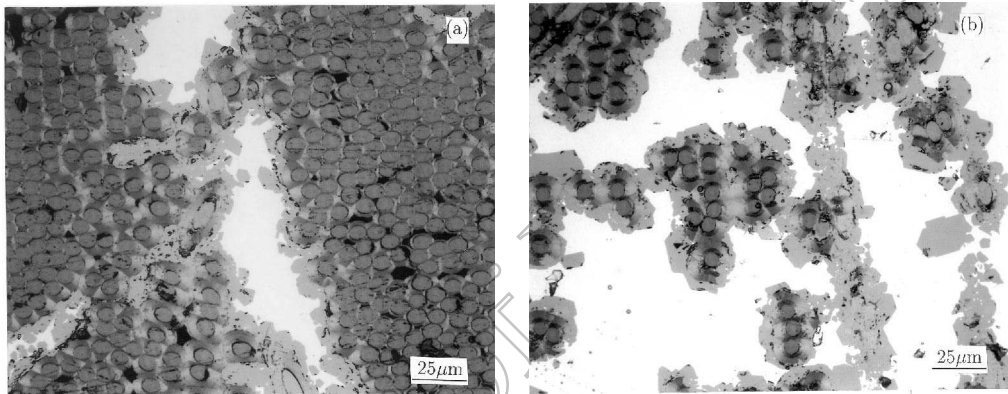


图 2 C/SiC 摩擦材料的光学显微形貌照片

Fig. 2 Optical micrographs of C/SiC friction materials

(a) Region of the fiber bundle; (b) Region of sparse fiber

3.2 C/SiC 摩擦材料的摩擦磨损性能

制备的 C/SiC 摩擦材料经 44 次摩擦实验后, 试样完整, 磨损较小, 摩擦面的宏观形貌如图 3 所示。实验结果见表 1。

表 1 C/SiC 和 C/C 摩擦材料的性能对比

Table 1 Performance of C/SiC and C/C brake materials

Specimen	Density /g·cm ⁻³	Open porosity /%	Dry		Wet		Wet fading ratio D/%	Static μ _{cp}	Line wear rate /μm·circle ⁻¹
			μ _{cp}	S	μ _{cp}	S			
C/SiC	2.09	4.4	0.34	0.68	0.33	0.61	2.9	0.41	1.9
C/C	1.67	14.1	0.28	0.72	0.10	0.69	64.3	0.09	1.0

从表 1 可以看出, 与 C/C 摩擦材料相比, C/SiC 摩擦材料的干态、湿态及静态摩擦系数都较高 (C/SiC 摩擦材料的干态、湿态及静态摩擦系数分别为 0.34、0.33 和 0.41, 而 C/C 摩

擦材料的干态、湿态及静态摩擦系数分别为 0.28、0.10 和 0.09), 且几乎无湿态衰减 (C/SiC 摩擦材料的湿态衰减约 2.9%, 而 C/C 摩擦材料的湿态衰减约 64.3%), 其摩擦性能相对稳定. 由此可见, C/SiC 摩擦材料摩擦性能优于 C/C 摩擦材料.

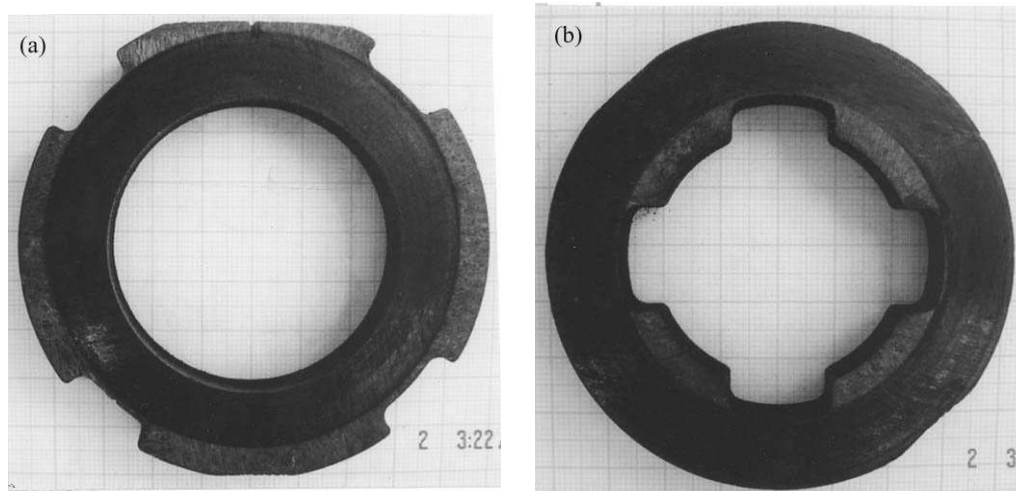


图 3 C/SiC 试样实验后摩擦面宏观形貌

Fig. 3 Macroscopic friction surface of C/SiC specimens

(a) Stator disk; (b) Rotor disk

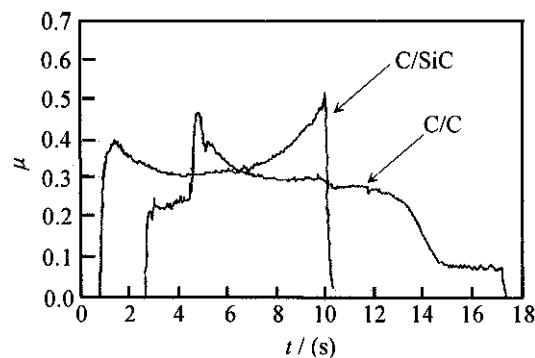


图 4 C/SiC 和 C/C 干态刹车曲线

Fig. 4 Brake curves of C/SiC and C/C under dry condition

3.2.1 干态摩擦性能

C/SiC 和 C/C 干态时的刹车时间与摩擦系数关系如图 4 所示. 由图 4 可以看出, 在干态刹车时, C/SiC 摩擦材料的摩擦系数高于 C/C, 且比 C/C 稳定; 在刹车初期, C/SiC 和 C/C 的摩擦系数都逐渐升高, 出现“前峰”现象; 当摩擦系数达到“前峰”后, 缓慢降低并趋于平缓; 刹车后期, C/SiC 的摩擦系数开始缓缓升高, 并出现“翘尾”现象, 而 C/C 的摩擦系数开始快速降低, 并出现所谓的“拖尾”现象.

C/SiC 摩擦材料在刹车初期, 出现的“前峰”现象是不可避免的, 这是因为刹车盘表面微突体在刹车初期出现互相啮合、变形、剪切及断裂等情况, 使滑动方向上的阻力增加, 从而引起刹车初期出现摩擦系数增大的现象; 同时由于微突体的断裂会产生大量的磨粒, 磨粒会在两摩擦表面产生犁沟作用, 使摩擦系数增大, 从而导致“前峰”现象. 而 C/C 摩擦材料, 因为碳纤维和热解碳属过渡乱层石墨结构, 在刹车初期有些乱层石墨的基面与摩擦面不平行, 当摩擦时这些乱层石墨才能选择定向, 使其基面与摩擦面平行. 刹车初期 C/C 摩擦材料乱层石墨的定向选择过程以及不可避免的微突体、磨粒作用使其摩擦系数增大, 出现“前峰”现象. 而且每次刹车后, 摩擦面上定向排列的石墨薄层因刹车温度高而迅速氧化, 使得下次刹车时“前峰”现象依然存在^[17].

“前峰”现象过后, 材料表面的微突体逐渐被磨损, 微突体的作用逐渐减弱, 导致摩擦系数逐渐减小. 当微突体被磨平后, 磨损的微突体形成的磨屑、基体及纤维磨损形成的磨屑在两摩擦面之间形成摩擦膜, 使摩擦趋于稳定, 同时也使摩擦系数的变化趋于平缓.

刹车后期, 速度较低, 摩擦系数的变化主要受材料的静摩擦性能影响. 由于 C/SiC 的静摩擦系数高于动摩擦系数, 因此在刹车后期 (低速时), C/SiC 的摩擦系数会逐渐升高, 出现“翘尾”现象. 在刹车后期速度较低时, 适度的“翘尾”有利于迅速刹车, 缩短刹车距离. 而 C/C 的静摩擦系数低于动摩擦系数, 在低速时 C/C 的摩擦系数会逐渐降低, 出现“拖尾”现象. 在刹车后期速度较低时, “拖尾”现象不利于迅速刹车, 反而使得刹车时间加长, 导致刹车距离加长.

3.2.2 湿态摩擦性能

C/SiC 和 C/C 湿态时刹车时间与摩擦系数及其湿态回复曲线如图 5 所示. 由图 5 可以看出, C/SiC 的摩擦系数湿态衰减小, 回复快; 而 C/C 的摩擦系数湿态衰减明显, 回复慢 (湿态刹车后, 连续进行 3 次刹车, 摩擦系数才基本回复).

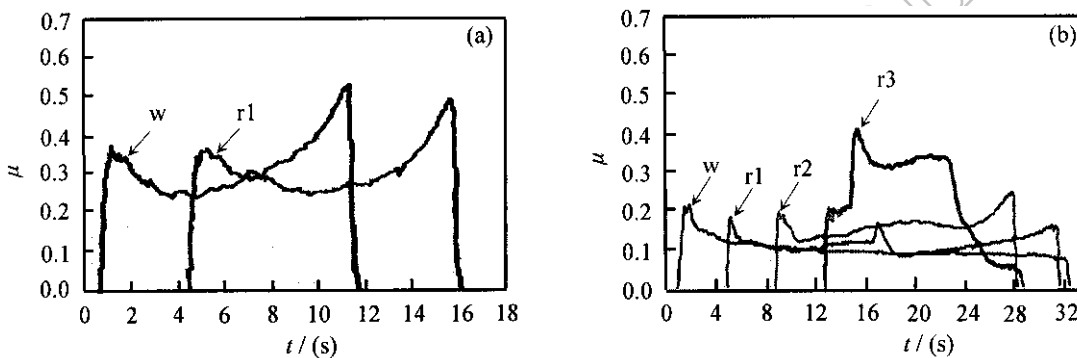


图 5 C/SiC 和 C/C 湿态刹车曲线

Fig. 5 Brake curves of C/SiC and C/C under wet condition

(a) C/SiC; (b) C/C.

w: Wet condition; r1: First return after wet condition; r2: Second return after wet condition; r3: Third return after wet condition

在 C/C 摩擦材料中, 碳纤维和热解碳的微观组织属过渡乱层石墨结构. C/C 摩擦材料在刹车过程中, 乱层石墨易产生沿石墨片层间的劈裂, 劈裂面能量较低, 而石墨晶体的棱缘活性很高, 在湿态下棱缘易与水 and 氧气作用形成具有不同含氧基团的表面, 从而表现出低摩擦行为^[18]. 此外, 湿态下水分存在于 C/C 复合材料微孔中, 在摩擦热的作用下, 水分向摩擦表面扩散并形成气膜, 起到润滑剂的作用, 降低了摩擦系数, 因此湿态下 C/C 复合材料的摩擦系数衰减明显. 由于 C/C 摩擦材料开气孔率高, 吸水性强, 湿态刹车时产生的摩擦热难以将微孔中的水分蒸干, 导致后续刹车过程中在摩擦面间仍然会形成水蒸气膜, 出现湿态衰减, 直到摩擦热将微孔中水分蒸干, 湿态衰减才会消失.

C/SiC 摩擦材料的开气孔率低, 吸湿性差, 刹车过程中受水分的影响小, 且湿态刹车时产生的摩擦热很容易将对偶中水分蒸干. 湿态刹车后, 对偶中几乎不存在水分, 这样, 后续刹车过程中就不会有湿态影响, 因此湿态回复快.

3.2.3 C/SiC 摩擦材料摩擦面形貌

摩擦实验后,用金相显微镜观察 C/SiC 摩擦材料的摩擦表面,如图 6 所示.由图可以观察到,垂直于摩擦面的纤维束附近区域磨损较小(图(a)中呈灰白色区域),而远离垂直于摩擦面的纤维束区域磨损较大(图(a)中呈深灰色区域),图(a)中深灰色区域由磨屑填充覆盖(形貌如图(b)深灰色区域).这主要是因为垂直于摩擦面的纤维束增强了三维 C/SiC 摩擦材料的层间抗剪切能力,提高了其抗磨损性能;而且垂直于摩擦面的纤维束提高了其轴向导热性及抗氧化磨损性能.由图(c)可以清楚的观察到,摩擦面上有明显的划痕和大量的磨粒存在,说明 C/SiC 摩擦材料的磨损方式以磨粒磨损作用为主.

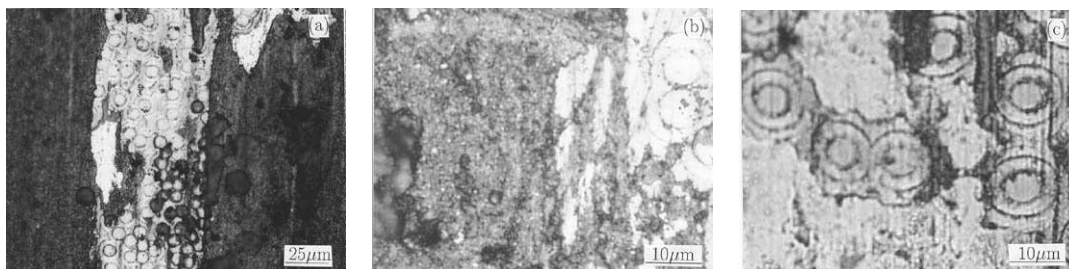


图 6 C/SiC 摩擦材料摩擦面形貌

Fig. 6 Optical micrographs of C/SiC friction surface

(a) The region of fiber bundle normal to the friction surface; (b) Piled debris region; (c) Furrowing type wear

3.2.4 C/SiC 摩擦材料磨屑形貌分析

摩擦实验后,用扫描电镜观察 C/SiC 摩擦材料的磨屑,如图 7 所示,磨屑中含有磨掉的纤维、颗粒状及片层状磨屑等.

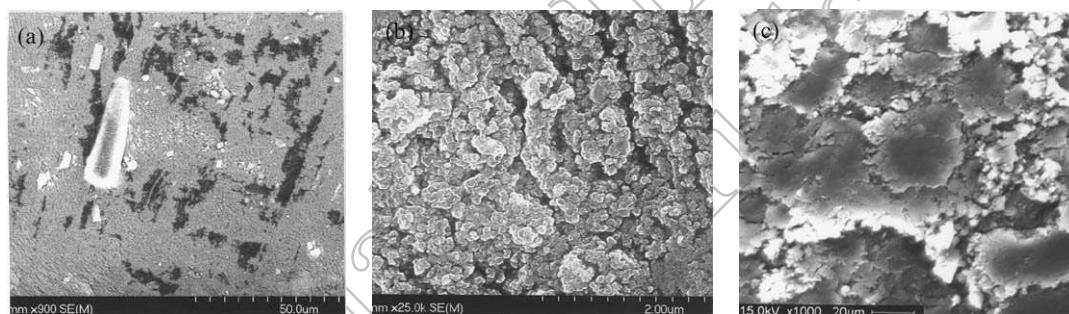


图 7 C/SiC 摩擦材料磨屑形貌

Fig. 7 SEM micrographs of wear debris

(a) Worn fiber; (b) Particulate type; (c) Platelet type

磨屑可能是由磨损的 C 纤维、SiC 和 Si 基体以及纤维周边的残余 C 组成,磨屑在压应力和摩擦应力的作用下,形成摩擦膜(如图 7(a)所示),摩擦膜的形成可以使摩擦性能稳定.在摩擦过程中,非平行于摩擦面的纤维随着周围基体的磨损,而露出摩擦面,端部由于磨损发生尖化,在摩擦力的作用下被剪断拔出(如图 7(a)所示),吸收并消耗了摩擦功,有利于摩擦系数的提高.颗粒状磨屑可能会产生犁沟作用和磨粒磨损作用,有利于提高摩擦系数.对图 7(c)片层状磨屑进行了能谱分析,如图 8 所示,由能谱可以知道片层状磨屑由 C 组成.片层状 C 磨屑可能是摩擦过程中,磨粒在载荷作用下压入残余碳基体表面经挤压、切削的结果.片层状 C 磨屑在摩擦过程中起到固体润滑剂的作用,可降低摩擦系数,但同时也降低了磨损率^[19].

4 结论

1. 通过化学气相渗透法 (CVI) 结合反应熔体浸渗法 (RMI) 制备的 C/SiC 飞机摩擦材料制备周期短 (相对 C/C 可节省约 800h), 成本低; 摩擦系数高 (~ 0.34), 摩擦性能比较稳定; 湿态几乎无衰减 (衰减约 2.9%), 且回复快; 静摩擦系数高 (~ 0.41); 磨损率较低 ($\sim 1.9\mu\text{m}/\text{次}$), 是一种较 C/C 摩擦材料性能更优的新型摩擦材料.

2. 制备的 C/SiC 飞机摩擦材料是由游离 C、单质 Si 以及 SiC 三种物相组成. RMI 致密化过程中, 纤维束内部的 C 纤维及其热解 C 界面层未受到熔融 Si 的侵蚀和损伤, 不影响 C 纤维的增韧作用, 而且大孔隙由 Si 充填, C/SiC 摩擦材料较致密, 开气孔率约为 4.4%.

3. 垂直于摩擦面的纤维束增强了三维 C/SiC 摩擦材料的层间抗剪切能力, 提高了其抗磨损性能.

4. C/SiC 摩擦材料的磨损是以磨粒磨损为主.

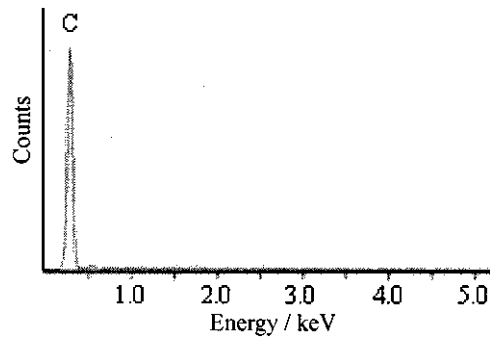


图 8 片层状磨屑的能谱分析

Fig. 8 EDS analysis of lamellar wear debris

参考文献

- [1] 罗瑞盈. 炭素技术, 2001, (4): 27-29.
- [2] 颜月娥, 黄启忠, 邹林华, 等. 新型炭材料, 1996, 11 (3): 13-17.
- [3] 罗瑞盈, 李贺军, 杨 峥, 等. 新型炭材料, 1995, 10 (3): 61-64.
- [4] Chen J D, Chern Lin J H, Ju C P. *Wear*, 1996, 193: 38-47.
- [5] Gouider M, Berthier Y, Jacquemard P, et al. *Wear*, 2004, 256 (11-12): 1082-1087.
- [6] Krenkel W, Heidenreich B, Renz R. *Advanced Engineering Materials*, 2002, 4 (7): 427-436.
- [7] 杨尊社, 德 全, 陈志军, 等. 新型炭材料, 1999, 14 (4): 75-78.
- [8] Krenkel W. *Ceramic Engineering and Science Proceedings*, 2003, 24 (4): 583-592.
- [9] Krenkel W. *Ceramic Engineering and Science Proceedings*, 2002, 23 (3): 319-329.
- [10] Mühlratzer A, Leuchs M. Proceedings of the 4th International conference on HT-CMC, Munich, Germany, 2001. 288-298.
- [11] Krenkel W, Henke T. *Key Engineering Materials*, 1999, 164-165: 421-424.
- [12] Vaidyaraman S, Purdy M, Walker T, et al. Proceedings of the 4th International conference on HT-CMC, Munich, Germany, 2001. 802-808.
- [13] Pak Z S. Proceedings of the 4th International conference on HT-CMC, Munich, Germany, 2001. 820-825.
- [14] 马运柱, 熊 翔, 黄伯云, 等. 中南工业大学学报, 2002, 33 (1): 49-52.
- [15] 马运柱, 熊 翔, 李江鸿, 等. 中国有色金属学报, 2003, 13 (11): 211-215.
- [16] 王林山, 熊 翔, 肖 鹏. 矿冶工程, 2003, 23 (2): 77-83.
- [17] 罗瑞盈. 宇航材料工艺, 1997, (5): 7-10.
- [18] 毕燕洪, 金志浩. 材料工程, 2003, (3): 44-46.
- [19] Murdie N, Ju C P, Do J n, et al. *Carbon*, 1991, 29 (3): 335-342.

Preparation and Tribological Properties of C/SiC Friction Materials

FAN Shang-Wu, XU Yong-Dong, ZHANG Li-Tong, CHENG Lai-Fei, LOU Jian-Jun

(National Key Laboratory of Thermostructure Composite Materials, Northwestern Polytechnical University, Xi'an, 710072, China)

Abstract: The cost effective and high performance carbon/silicon carbide aircraft friction materials were prepared by the combination of chemical vapor infiltration (CVI) and reactive melt infiltration (RMI). The tribological properties of the as-manufactured C/SiC composites were measured under the simulated conditions of normal landing of the aircraft. The test results indicate the more excellent tribological properties of C/SiC composites than that of C/C composites. The average coefficients of kinetic friction and static friction are about 0.34 and 0.41, respectively, the wet fading ratio is about 2.9%, the linear wear rate is less than $1.9\mu\text{m}\cdot\text{cycle}^{-1}$, and the coefficient of friction is stable. The surface microstructure and wear debris on wear-induced surfaces of C/SiC disks were investigated by optical microscope and SEM. The results indicate that the main wear mechanism of the C/SiC composites is the grain-abrasion. The wear resistance is improved due to the enhanced in-plane shear strength derived from the fiber bundle vertical to the friction surface.

Key words C/SiC; friction materials; tribological properties

Journal of Inorganic Materials